

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2002146471
PUBLICATION DATE : 22-05-02

APPLICATION DATE : 07-11-00
APPLICATION NUMBER : 2000339497

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : HARA TAKUYA;

INT.CL. : C22C 38/00 B21C 37/08 B23K 9/025 B23K 9/18 C21D 8/02 C22C 38/14 C22C
38/58 // B23K 35/30 B23K101:06

TITLE : ULTRAHIGH STRENGTH STEEL PLATE AND ULTRAHIGH STRENGTH STEEL PIPE
EACH HAVING EXCELLENT TOUGHNESS AT LOW TEMPERATURE AND
TOUGHNESS IN HEAT-AFFECTED ZONE, AND THEIR MANUFACTURING METHOD

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an ultrahigh strength steel plate having excellent
toughness at low temperature and toughness in heat-affected zone(HAZ) and used for an
ultrahigh strength line pipe and also to provide an ultrahigh strength steel pipe having
excellent toughness at low temperature and toughness in HAZ.

SOLUTION: In an ultrahigh strength steel which has a composition composed essentially
of low C-high Mn-Mo-Nb and also has a structure composed essentially of bainite lower
structure, the additive quantity of Si in particular is regulated to $\geq 0.8\%$ to prevent
deterioration of toughness in a reheated part in coarse-grained HAZ, by which toughness
in HAZ can be improved. A plate of the steel is formed into steel pipe and welded in a
longitudinal direction, by which the ultrahigh strength line pipe of >900 MPa TS can be
manufactured.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-146471

(P2002-146471A)

(43) 公開日 平成14年5月22日 (2002.5.22)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード [*] (参考)	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B	4 E 0 0 1
			3 0 1 Z	4 E 0 2 8
B 2 1 C 37/08		B 2 1 C 37/08	A	4 E 0 8 1
			E	4 K 0 3 2
B 2 3 K 9/025		B 2 3 K 9/025	B	
審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 9 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号 特願2000-339497 (P2000-339497)

(22) 出願日 平成12年11月7日 (2000.11.7)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 朝日 均

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 原 卓也

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(74) 代理人 10007/517

弁理士 石田 敬 (外2名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板、超高強度鋼管およびそれらの製造法

(57) 【要約】

【課題】 超高強度ラインパイプ用の低温靱性、溶接熱影響部靱性にすぐれた超高強度鋼板、低温靱性、溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管を提供する。

【解決手段】 低C-高Mn-Mo-Nbを主成分とし、下部ベイナイト組織を主体とする超高強度鋼において、特にSi添加量を0.8%以上とすることにより、粗粒HAZの再熱部分の靱性低下を防ぐことで、溶接熱影響部靱性を向上させる。この鋼板を鋼管に成形し、特定の溶接で長手方向溶接することにより、TS>900MPaの超高強度ラインパイプを製造する。

(2) 002-146471 (P2002-146471A)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋼板中に化学成分として、質量％で、
C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.03%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、その組織が下部ベイナイトを主体として、残部が上部ベイナイト、マルテンサイトからなる組織を有し、900MPa以上の引張強さを有することを特徴とする低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板。

【請求項2】 鋼板中に化学成分として、質量％で、さらに、Al:0.1%以下、B:0.002%以下、N:0.001~0.006%以下、V:0.1%以下、Ni:2%以下、Cu:1%以下、Cr:1%以下、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、およびMg:0.006%以下のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板。

【請求項3】 鋼板中に化学成分として、質量％で、C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.03%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼片またはスラブを950~1250℃の温度に再加熱し、次いで700~950℃での累積圧下量が50%以上となるように700℃以上の温度で熱間圧延後、10℃/sec以上の冷却速度で550℃以下まで冷却し、その組織が下部ベイナイトを主体として、残部が上部ベイナイト、マルテンサイトからなる組織を有し、900MPa以上の引張強さを有することを特徴とする低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板の製造方法。

【請求項4】 前記鋼板を、さらにAc₁以下の温度で焼戻すことを特徴とする請求項3記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板の製造方法。

【請求項5】 質量％で、さらに、Al:0.1%以下、B:0.002%以下、N:0.001~0.006%以下、V:0.1%以下、Ni:2%以下、Cu:1%以下、Cr:1%以下、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、Mg:0.006%以下のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項3または4記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板の製造方法。

【請求項6】 母材中に化学成分として、質量％で、C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.03%

を含有し、さらに、Al:0.1%以下、B:0.002%以下、N:0.001~0.006%以下、V:0.1%以下、Ni:2%以下、Cu:1%以下、Cr:1%以下、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、およびMg:0.006%以下のうちの1種または2種以上を含み、残部が鉄および不可避的不純物からなり、その組織が下部ベイナイトを主体として、残部が上部ベイナイト、マルテンサイトからなる組織を有し、900MPa以上の引張強さを有する鋼管で、かつ溶接部の溶着金属の化学成分として、質量％で、C:0.03~0.14%、Si:0.05~2%、Mn:1~3%、P:0.010%以下、S:0.010%以下、Ni:1~4%、Cr、MoおよびVのうちの1種または2種以上の合計量:1~3%、B:0.005%以下を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなることを特徴とする低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管。

【請求項7】 鋼板中の化学成分として、質量％で、C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.03%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、その組織が下部ベイナイトを主体とし残部が上部ベイナイトおよびマルテンサイトからなる組織を有する鋼板を管状に成形し、その後、質量％で、C:0.01~0.12%、Mn:1~3%、Ni:4~9%、Cr、MoおよびVのうちの1種または2種以上の合計量:3~6%を含むFeを主成分とする溶接ワイヤーを用いて、鋼板突き合わせ部を内外面側からアーク溶接によりシーム溶接することを特徴とする低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管の製造方法。

【請求項8】 前記鋼板をUO工程で管状に成形し、前記溶接ワイヤーと焼成型または熔融型フラックスを用いて、鋼板突き合わせ部を内外面側からサブマージアーク溶接によりシーム溶接し、その後、拡管を行うことを特徴とする請求項7に記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管の製造方法。

【請求項9】 質量％で、さらに、Al:0.1%以下、B:0.002%以下、N:0.001~0.006%以下、V:0.1%以下、Ni:2%以下、Cu:1%以下、Cr:1%以下、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、Mg:0.006%以下のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項7または8記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は900MPa以上の引張強さ(TS)を有する低温靱性、溶接熱影響部靱性

に優れた超高強度鋼板、超高強度ラインパイプおよびその製造法に関するもので、溶接部を含む鋼構造体、天然ガス・原油輸送用ラインパイプとして広く使用できる。

【0002】

【従来の技術】近年、原油・天然ガスの長距離輸送方法としてパイプラインの重要性がますます高まっている。現在、長距離輸送用の幹線ラインパイプとしては米国石油協会（API）規格X65が設計の基本になっており、実際の使用量も圧倒的に多い。しかし、(1)高圧化による輸送効率の向上や(2)ラインパイプの外径・重量の低減による現地施工能率の向上のため、より高強度ラインパイプが要望されている。X100を超える超高強度ラインパイプについては、既に鋼板製造の研究は行われている（PCT/JP96/00155、00157）。しかし、このような超高強度鋼板において溶接熱影響部（HAZ）靱性を安定して得ることは難しく、これを克服した、HAZ靱性が優れた画期的な超高強度鋼板、および超高強度ラインパイプ（X100超）の早期開発が要望されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】本発明は低温靱性、HAZ靱性が優れた引張り強度が900MPa以上の超高強度鋼板、超高強度ラインパイプおよびその製造方法を提供するものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】本発明は、上記の技術的課題を解決するものであり、その要旨とするところは以下の通りである。

(1) 鋼板中に化学成分として、質量％で、C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.03%を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、その組織が下部ベイナイトを主体として、残部が上部ベイナイト、マルテンサイトからなる組織を有し、900MPa以上の引張強さを有することを特徴とする低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板。

(2) 鋼板中に化学成分として、質量％で、さらに、Al:0.1%以下、B:0.002%以下、N:0.001~0.006%以下、V:0.1%以下、Ni:2%以下、Cu:1%以下、Cr:1%以下、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、およびMg:0.006%以下のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(1)記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板。

(3) 鋼板中に化学成分として、質量％で、C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.1

0%、Ti:0.005~0.03%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼片またはスラブを950~1250℃の温度に再加熱し、次いで700~950℃での累積圧下量が50%以上となるように700℃以上の温度で熱間圧延後、10℃/sec以上の冷却速度で550℃以下まで冷却し、その組織が下部ベイナイトを主体として、残部が上部ベイナイト、マルテンサイトからなる組織を有し、900MPa以上の引張強さを有することを特徴とする低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板の製造方法。

(4) 前記鋼板を、さらにAc₁以下の温度で焼戻すことを特徴とする上記(3)記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板の製造方法。

(5) 質量％で、さらに、Al:0.1%以下、B:0.002%以下、N:0.001~0.006%以下、V:0.1%以下、Ni:2%以下、Cu:1%以下、Cr:1%以下、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、Mg:0.006%以下のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(3)または(4)記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼板の製造方法。

(6) 母材中に化学成分として、質量％で、C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.03%を含有し、さらに、Al:0.1%以下、B:0.002%以下、N:0.001~0.006%以下、V:0.1%以下、Ni:2%以下、Cu:1%以下、Cr:1%以下、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、およびMg:0.006%以下のうちの1種または2種以上を含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、その組織が下部ベイナイトを主体として、残部が上部ベイナイト、マルテンサイトからなる組織を有し、900MPa以上の引張強さを有する鋼管で、かつ溶接部の溶着金属の化学成分として、質量％で、C:0.03~0.14%、Si:0.05~2%、Mn:1~3%、P:0.010%以下、S:0.010%以下、Ni:1~4%、Cr、MoおよびVのうちの1種または2種以上の合計量:1~3%、B:0.005%以下を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなることを特徴とする低温靱性、溶接熱影響部靱性およびシーム溶接部靱性に優れた超高強度鋼管。

(7) 鋼板中の化学成分として、質量％で、C:0.03~0.10%、Si:0.8%以上、Mn:1.7~3.0%、P:0.015%以下、S:0.003%以下、Mo:0.1~0.8%、Nb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.03%を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、その組織が下部ベイナイトを主体とし残部が上部ベイナイトおよびマルテン

サイトからなる組織を有する鋼板を管状に成形し、その後、質量％で、C: 0.01~0.12%、Mn: 1~3%、Ni: 4~9%、Cr、MoおよびVのうちの1種または2種以上の合計量: 3~6%を含むFeを主成分とする溶接ワイヤーを用いて、鋼板突き合わせ部を内外面側からアーク溶接によりシーム溶接することを特徴とする低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管の製造方法。

(8) 前記鋼板をUO工程で管状に成形し、前記溶接ワイヤーと焼成型または溶融型フラックスを用いて、鋼板突き合わせ部を内外面側からサブマージアーク溶接によりシーム溶接し、その後、拡張を行うことを特徴とする上記(7)に記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管の製造方法。

(9) 質量％で、さらに、Al: 0.1%以下、B: 0.002%以下、N: 0.001~0.006%以下、V: 0.1%以下、Ni: 2%以下、Cu: 1%以下、Cr: 1%以下、Ca: 0.01%以下、REM: 0.02%以下、Mg: 0.006%以下のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(7)または(8)記載の低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた超高強度鋼管の製造方法。

【0005】

【発明の実施の形態】以下、本発明の内容について詳細に説明する。本発明者は、引張り強さが900MPaを超える鋼における溶接熱影響部(HAZ)での靱性劣化の原因を研究し、以下の点が最大の原因であることを明らかにした。引張り強度が900MPaを超える高焼入れ性材料ではHAZはベイナイトになる。粗粒HAZが後続溶接の熱影響により加熱されて粒界がオーステナイトに変態した部分は、鋼の焼入れ性が高いために冷却中にマルテンサイト変態する。すなわち、粒界にマルテンサイトのネットワークが形成されて、これがHAZ靱性を低下させる。粒界マルテンサイトの形成を抑制する方法を鋭意研究し、Si添加量を高めてマルテンサイトの一部を残留オーステナイトに変えることが最も有効であることを明らかにした。Siは、脱酸や強度向上のために添加する元素であるが、従来のX65、80グレードの鋼では多く添加するとHAZ靱性、現地溶接性を著しく劣化させるために、添加量の上限が0.6%程度と低く抑えられていた(特開2000-199036号公報参照)。このように、Si添加量を増やし、鋼組織を調整するという発想は全くなかった。HAZ靱性劣化の理由は、Siは炭化物(セメンタイト)中に溶けないために、Siが多量に存在すると冷却中にオーステナイトがフェライトと炭化物に分解することが抑制され、結果としてMA(martensite austenite constituent)が形成されるからである。一方、本発明鋼のごとくHAZがベイナイトになる場合には、Siによる悪影響は起こらない可能性があり、むしろ残留オーステナイトの安定性を

高める結果、粒界マルテンサイトの形成が抑制される可能性もある。この点を実験的に検討し、通常より多いSi添加量によりHAZ靱性が改善されることを発見した。図1は、最高加熱温度が1400℃での再現溶接熱サイクル後750℃の再熱サイクルを付与した材料のシャルピー試験結果であり、Si: 0.8%以上で高い吸収エネルギーを示していることが分かる。この新発見を具現化したものが本発明である。

【0006】まず、引張り強さ900MPa以上の超高強度を達成するためには、鋼をマルテンサイト・ベイナイト等の低温変態組織主体のマイクロ組織にし、フェライトの生成を抑制する必要がある。特に、良好な低温靱性を得るためには下部ベイナイト組織が主体であることが重要であり、残部は上部ベイナイトやマルテンサイトになる。

【0007】次に、以下に成分元素の限定理由を述べる。C量は、0.03~0.10%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効であり、マルテンサイト組織において目標とする強度を得るためには、最低0.03%は必要である。しかし、C量が多すぎると母材、HAZの低温靱性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、その上限を0.10%とした。さらに、望ましくは上限値は0.08%が好ましい。

【0008】Siは、再熱HAZで生成するオーステナイトがマルテンサイト変態することを抑制するために添加される。0.8%未満では残留オーステナイトとして残存する割合が低く、効果が明確でないために0.8%以上とした。上限は、明確には決められないが、3%を超えて添加すると母材の靱性劣化が生じるので、3%未満が目安である。Siの好ましい添加の範囲は0.8%~2%である。

【0009】Mnは、本発明鋼のマイクロ組織をマルテンサイト主体の組織とし、優れた強度・低温靱性のバランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.7%である。しかし、Mnが多すぎると鋼の焼入れ性が増してHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるので上限を3.0%とした。

【0010】Moを添加する理由は鋼の焼入れ性を向上させ、目的とするマルテンサイト主体の組織を得るためである。B添加鋼においてはMoの焼入れ性向上効果が高まり、また、MoはNbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。このような効果を得るために、Moは最低でも0.15%必要である。しかし、過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させ、さらにBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.8%とした。

【0011】また、本発明鋼では、必須の元素としてNb: 0.01~0.10%、Ti: 0.005~0.0

30%を含有する。NbはMoと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して組織を微細化するだけでなく、析出硬化や焼入れ性増大にも寄与し、鋼を強靱化する。特にNbとBが共存すると焼入れ性向上効果が相乗的に高まる。しかし、Nb添加量が多すぎると、HAZ靱性や現地溶接性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。一方、Ti添加は微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してマイクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。また、Bの焼入れ性向上効果に有害な固溶NをTiNとして固定する役割も有する。この目的のために、Ti量は3.4N(各々重量%)以上添加することが望ましい。また、Al量が少ない時(たとえば0.005%以下)、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多すぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性を劣化させるので、その上限を0.030%に限定した。

【0012】さらに、本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.015%、0.003%以下とする。この主たる理由は母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靱性を向上させる。また、S量の低減は熱間圧延で延伸化するMnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。

【0013】以上が本発明で使用する鋼板の基本成分であるが、さらに選択的にAl、B、Nの1種または2種以上を添加することができる。Alは、通常脱酸材として鋼に含まれる元素で、組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.1%を越えるとAl系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.1%とした。しかし、脱酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はないが、鋼中の脱酸性を調整するために選択的に添加することができる。

【0014】Bは極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高め、目的とするマルテンサイト主体の組織を得るために、非常に有効な元素である。さらに、BはMoの焼入れ性向上効果を高めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.0020%とした。

【0015】NはTiNを形成しスラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量

は0.001%である。しかし、N量が多すぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化、Bの焼入れ性向上効果の低下の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0016】V、Ni、Cu、Cr、Ca REM Mgは、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・靱性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大をはかるため以下のように適量添加することが可能である。Vは、Nbとほぼ同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。しかし、超高強度鋼におけるV添加の効果は大きく、NbとVの複合添加は本発明鋼の優れた特徴をさらに顕著なものとする。上限はHAZ靱性、現地溶接性の点から0.1%まで許容できるが、特に0.03~0.08%の添加が望ましい範囲である。

【0017】Niを添加する目的は、低炭素の本発明鋼を低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。Ni添加はMnやCr、Mo添加に比較して圧延組織(とくに連続鋳造鋼片の中心偏析帯)中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少ないばかりか、0.1%以上の微量Ni添加がHAZ靱性の改善にも有効であることが判明した(HAZ靱性上、とくに有効なNi添加量は0.3%以上である)。しかし、添加量が多すぎると、経済性だけでなく、HAZ靱性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を2.0%とした。また、Ni添加は連続鋳造時、熱間圧延時におけるCu割れの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0018】Cuは、母材、溶接部の強度を増加させるが、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCu量の上限は1.0%である。Crは、母材、溶接部の強度を増加させるが、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.0%である。CaおよびREMは、硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験の吸収エネルギーの増加など)させる。Ca量が0.006%、REMが0.02%を越えて添加するとCaO-CaSまたはREM-CaSが大量に生成して大型クラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響をおよぼす。このためCa添加量の上限を0.006%またはREM添加量の条件を0.02%に制限した。なお、超高強度ラインパイプでは、S、O量をそれぞれ0.001%、0.002%以下に低減し、かつMnSのクラスター形状を制御するための指標である $ESSP = (Ca) \{1 - 124(O)\} / 1.25S$ を $0.5 \leq ESSP \leq 10.0$ を満足するようにCa、S、Oを調整することが特に有効である。

【0019】Mgは、微細分散した酸化物を形成し、溶接熱影響部の粒粗大化を抑制して低温靱性を向上させる。0.006%以上では粗大酸化物を生成し逆に靱性

を劣化させる。本発明では、鋼の引張強さを900MPa以上とし、かつ-40℃での吸収エネルギーが240J以上の優れた低温靱性を得るために、その組織を微細な下部ベイナイトを主体として、残部が上部ベイナイト、マルテンサイトからなる組織とする必要がある。特に、低温靱性を向上させるために有効な微細な下部ベイナイト主体の組織を得る原理的な方法は、再結晶粒を未再結晶温度域で加工し、板厚方向に偏平したオーステナイト粒とし、これをフェライト生成が抑制される臨界冷却速度以上の冷却速度で冷却することである。

【0020】上述した本発明鋼の組織を得るための望ましい製造方法は、本発明の化学成分を有する鋼片を950～1250℃に再加熱し、700～950℃での累積圧下量が50%以上となるように700℃以上の鋼材温度で圧延した後、10℃/sec以上の冷却速度で550℃以下まで冷却する。また必要に応じて A_{c1} 変態点以下の温度で焼戻しを行う。

【0021】このようにして製造された鋼板は管状に成形されて突き合わせ部が接合されて鋼管となる。接合方法は特に限定する必要はなく、例えば、MIG、SAWなどのアーク溶接、レーザー溶接、レーザー溶接とアーク溶接の複合溶接などが可能である。次に、本発明の鋼管の溶着金属の限定理由について述べる。

【0022】C量は0.03～0.14%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効であり、マルテンサイト組織において目標とする強度を得るためには、最低0.03%は必要である。しかし、C量が多すぎると溶接低温割れが発生しやすくなり、現地溶接部とシーム溶接が交わるいわゆるTクロス部のHAZの最高硬さの上昇招くので、その上限を0.14%とした。さらに、望ましくは上限値は0.10%が好ましい。

【0023】Siはブローホール防止のために0.05%以上は必要であるが、含有量が多いと低温靱性を著しく劣化させるので、上限を2%とした。Mnは優れた強度・低温靱性のバランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1%である。しかし、Mnが多すぎると偏析が助長され低温靱性を劣化させるだけでなく、溶接材料の製造も困難になるので上限を3%とした。

【0024】Niを添加する目的は焼入れ性を高めて強度を確保し、さらに低温靱性向上させるためである。1%以下では目標の強度、低温靱性を得ることが難しい。一方、含有量が多すぎると高温割れの危険があるため上限は4%とした。Cr、Mo、Vの効果の違いは厳密には区別できないが、いずれも焼入れ性を高めることにより高強度を得るために添加する。Cr、MoおよびVのうちの1種または2種以上の合計量が1%以下では効果が十分でなく、一方多量に添加すると低温割れの危険が増すため上限を3%とした。

【0025】Bは微量で焼入れ性を高め、溶接金属の低温靱性向上に有効な元素であるが、含有量が多すぎると

却って低温靱性が低下するので含有範囲を0.005%以下とした。なお、低温靱性の劣化、低温割れ感受性の低減のためにはP、Sの量は低い方が望ましい。

【0026】溶接金属には、その他に溶接時の精錬・凝固を良好に行わせるために必要に応じて添加されたTi, Al, Zr, Nb, Mg等の元素を含有する場合があるが、残部は鉄および不可避免的な不純物である。所望の特性すなわち溶接金属組成を得るためには、母材の希釈を考慮した溶接材料の選択が必要である。以下、溶接ワイヤーの化学組成の限定理由を述べる。

【0027】Cは、溶接金属で必要とされるC量の範囲を得るために、母材成分による希釈および雰囲気からCの混入を考慮して0.01～0.12%とした。Siは、溶接金属で必要とされるSi量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して0.8%以上とした。Mnは、溶接金属で必要とされるMn量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して1.7%～3.0%とした。

【0028】Niは、溶接金属で必要とされるNi量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して4%～9%とした。Cr、MoおよびVは、溶接金属で必要とされるCr、MoおよびVのうちの1種または2種以上の合計量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して3%～6%とした。

【0029】その他P、Sの不純物は極力少ない方が望ましく、Bは強度確保に添加することも可能である。また、Ti, Al, Zr, Nb, Mg等が脱酸を目的として使用される。なお、鋼管シーム溶接部の溶接は単極だけでなく、複数電極での溶接も可能である。複数電極で溶接の場合は各種ワイヤーの組み合わせが可能であり、個々のワイヤーが上記成分範囲にある必要はなく、それぞれのワイヤー成分と消費量からの平均組成が上記成分範囲にあれば良い。

【0030】本発明が目指すラインパイプは通常、直径が450mmから1500mm、肉厚が10mmから40mm程度のサイズである。このようなサイズの鋼管を高率良く製造する方法としては、鋼板をU形次いでO形に成形するUO工程で製管し、突き合わせ部を仮付け溶接した後に、内外面からサブマージアーク溶接を行い、その後、拡張して真円度を高める製造方法が確立されている。

【0031】サブマージアーク溶接は母材の希釈が大きい溶接であり、溶接金属設計にはこの点の考慮が必要である。サブマージアーク溶接に使用されるフラックスは大別すると焼成型フラックスと熔融型フラックスがある。焼成型フラックスは合金材添加が可能で拡散性水素量が低い利点があるが、粉化しやすく繰り返し使用が難しい欠点がある。一方、熔融型フラックスはガラス粉状で、粒強度が高く、吸湿しにくい利点があり、拡散性水素がやや高い欠点がある。本願発明のごとき超高強度の場合は、溶接低温割れが起こりやすく、この点からは焼

(7) 002-146471 (P2002-146471A)

成型が望ましいが、一方、回収して繰り返し使用が可能な溶融型は大量生産に向きコストが低い利点がある。焼成型ではコストが高いことが、溶融型では厳密な品質管理の必要性が問題であるが、工業的に対処可能な範囲であり、どちらでも本質的には使用可能である。

【0032】溶接条件については技術的にはほぼ確立されているが、望ましい範囲は以下の通りである。溶接条件、特に溶接入熱により母材希釈率は変化し、一般に入熱が高くなると母材希釈率は高くなる。しかし、速度が遅い条件では入熱を高くしても母材希釈率は高くない。両面を1パス溶接で十分な溶け込みを確保するためには、入熱の増加と共に溶接速度をある速度以上にすることが必要であり、1～3m/分程度が適切な範囲である。1m/分未満の溶接はラインパイプのシーム溶接としては非効率であり、3m/分を超える高速溶接ではビード形状が安定しない。20mm厚の場合、入熱は2.5～5.0kJ/mmが望ましい範囲である。入熱が小さすぎると溶け込みが不十分になり、大きすぎると熱影響部の軟化が大きく、靱性も低下する。

【0033】シーム溶接後、拡張により真円度を向上させる。真円にするためには塑性域まで変形させる必要があるが、本願発明のごとき高強度鋼の場合は0.7%程度以上の拡張率(=(拡張後円周-拡張前円周)/拡張前円周)が必要であるが、2%を超える大きな拡張を行うと、母材、溶接部とも塑性変形による靱性劣化が大きくなるため、拡張率は0.7～2%以下にするのが望ましい。

【0034】超高強度鋼管ではUO成形後の形状が悪いと、拡張時にシーム溶接熱影響部の軟化域に局所的に歪みが集中して、大幅な靱性劣化や場合によっては割れが生じる場合がある。歪みが集中しやすい内面側の溶接金属強度を低下させると軟化域への歪み集中が緩和される効果がある。拡張の塑性変形により、拡張後は加工硬化により強度は上昇するが、余りに溶接金属強度が低すぎると、拡張後の鋼管の溶接継ぎ手引張りで溶接金属破断が発生する。

【0035】

【実施例】以下に、本発明の実施例について説明する。表1に示す化学成分の鋼を300トン転炉で溶製後、連続鋳造鋼片とし、その後1100℃に再加熱後、再結晶域で圧延し、その後900～750℃の累積圧下量が80%となる制御圧延を18mmまで行い、その後、水冷停止温度が400～500℃になるように水冷して鋼板を製造した。また、最高加熱温度が1400℃の再現溶接熱サイクル試験(冷却速度は板厚18mm、入熱2.8kJ/mmを再現)と、その後に750℃の再熱過程を行う再現溶接熱サイクル試験を行い、その低温靱性(シャルピー試験の-20℃での吸収エネルギー)を調べた。発明範囲の化学成分の鋼A、B、C、Dは強度が目標範囲にあり低温靱性(シャルピー試験の-40℃で

の吸収エネルギー)も高い。一方、鋼Eは強度は目標範囲にあるがNbが添加されておらず、細粒組織になっていないために低温靱性が低い。このようにして製造した鋼板を管状に成形し、内外面から、表2に示す溶接ワイヤを用いSAW法またはMIG法で溶接を行った。

【0036】表2に示すように、本発明例であるNo. 1～6では良好な溶接ビードが得られ、溶着金属の化学成分は本発明で規定する範囲にあって、強度も適正である。比較例のNo. 7、No. 8は鋼板は本発明範囲内であるがワイヤ成分が本発明範囲外であって、No. 7は強度が低くNo. 8では低温割れが発生した。このために引張り試験は実施しなかった。No. 9は溶接ワイヤは本発明範囲であるが、鋼板が本発明範囲外の例である。鋼管特性の評価結果を表3に示す。本発明範囲内にある母材部は全て優れた機械的特性を示した。シーム溶接部が本発明範囲内である条件では、良好なシーム溶接部特性を示すが、比較例No. 7では継ぎ手引張り試験で溶接金属破断や低温割れが生じ、比較例No. 8は溶接金属の靱性が低くラインパイプの要求特性を満たしていない。また、比較例No. 9ではHAZでの靱性が劣っている。

【0037】

【表1】

	鋼	組成特性																再結晶温度 熱サイクル 試験V E-20(J)			
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	N	B	V	Cu	Cr	その他		TS(MPa)	$\sigma_{E=4000}$ (J)	1400℃ +750℃ ℃
説明 例	A	0.08	2.1	1.95	0.012	0.001	0.36	0.35	0.031	0.012	0.024	0.0027	0.001			0.28		986	275	187	81
	B	0.08	1.2	1.84	0.007	0.001	1.10	0.47	0.028	0.015	0.003	0.004	9E-04		0.64		Cu:0.004	1012	242	210	93
	C	0.04	1.5	2.7	0.005	0.001		0.45	0.035	0.014	0.033	0.002						970	242	188	76
	D	0.05	1.7	2.03	0.008	0.002	0.37	0.52	0.033	0.018	0.018	0.004	0.0010	0.05	0.40	0.65	Mg:0.0008	1058	290	222	85
比較 例	E	0.06	1.1	1.88	0.011	0.002	0.2	0.23		0.012	0.031	0.003	0.001					1008	107	215	72
	F	0.06	0.1	2.15	0.011	0.301	0.41	0.55	0.036	0.017	0.028	0.0030	0.001					997	233	178	28

【0038】
【表2】

実施 要 求 分 配	溶接方法										溶接の概要									
	No	ワイヤー成分 (mass%)					溶接方法	結果	溶接金属成分 (mass%)										溶接金属組成 (MPa)	
		C	Si	Mn	N	O ₂ -H ₂ O +V			C	Si	Mn	P	S	Ni	B	Cr+Mo+V	Nb	Al		Ti
1	A	0.038	1.7	1.73	4.9	4.3	MoG	良好	0.06	0.26	1.69	0.008	0.002	2.4	0.0009	2.9	0.03	0.013	0.017	954
2	B	0.01	0.02	1.85	5.7	3.9	SAW	良好	0.07	0.14	2.6	0.008	0.003	2.8	0.003	1.8	0.03	0.017	0.009	1020
3	C	0.1	1.4	2.40	5.4	3.5	SAW	良好	0.06	1.8	1.87	0.008	0.004	2.9	0.0020	1.7	0.04	0.018	0.010	1012
4	D	0.07	0.17	1.86	8.5	4.1	MoG	良好	0.07	0.09	1.85	0.008	0.003	2.1	0.0003	2.5	0.02	0.017	0.011	998
5	A	0.01	0.32	1.85	5.7	5.8	SAW	良好	0.08	0.76	1.87	0.037	0.003	2.2	0.0011	2.8	0.03	0.022	0.013	1080
6	B	0.07	0.17	1.66	8.5	4.1	SAW	良好	0.07	0.24	1.79	0.007	0.002	3.1	0.0003	2.1	0.03	0.012	0.007	1057
7	A	0.08	0.11	1.75	2.1	3.7	SAW	良好	0.07	0.28	1.88	0.008	0.003	0.8	0.0014	1.8	0.03	0.015	0.014	806
8	A	0.23	0.31	1.78	7.2	4.0	SAW	硬直	0.16	0.30	1.84	0.009	0.002	3.2	0.0017	1.9	0.04	0.018	0.012	
9	F	0.07	0.17	1.66	8.5	4.1	SAW	良好	0.07	0.35	1.89	0.008	0.004	2.8	0.0012	1.8	0.02	0.014	0.013	1023

【0039】
【表3】

(9) 002-146471 (P2002-146471A)

区分	実施No	鋼管母材の特性			溶接手引張り	溶接金属の特性	溶接熱影響部の特性	
		C方向YS MPa	C方向TS MPa	v _E -40 J		vE-40 J	vE-40 J	
							FL	FL+1 mm
発明例	1	898	1011	288	良好	184	185	98
	2	940	1030	250	良好	154	173	90
	3	878	973	272	良好	180	172	87
	4	985	1078	281	良好	182	191	101
	5	901	1002	270	良好	147	159	99
	6	933	1015	245	良好	171	187	104
比較例	7	888	1007	265	溶接金属破断	67	64	58
	8	903	999	269	実施せず	38	66	29
	9	814	1018	231	良好	166	150	31

FL:Fusion Line

【0040】

【発明の効果】本発明によれば、低温靱性、溶接熱影響部靱性にすぐれた超強度鋼板、低温靱性、溶接熱影響部

靱性に優れた超強度ラインパイプが実現可能であり、長距離パイプラインの敷設コストが低下し、世界のエネルギー問題解決に寄与できる。

フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁷

識別記号

F I

(参考)

B 2 3 K 9/18

B 2 3 K 9/18

F

C 2 1 D 8/02

C 2 1 D 8/02

B

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C 38/14

38/58

38/58

// B 2 3 K 35/30

3 2 0

B 2 3 K 35/30

3 2 0 F

B 2 3 K 101:06

B 2 3 K 101:06

Fターム(参考) 4E001 AA03 BB05 CA02 DA01 DF02

4E028 CA04 CA13 CB04 CB06

4E081 AA08 BA05 BA22 BB04 CA05

DA05 DA18 DA37 FA03

4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11

AA14 AA16 AA17 AA19 AA21

AA22 AA23 AA24 AA27 AA29

AA31 AA35 AA36 AA40 BA01

CA01 CA02 CA03 CB02 CC02

CC03 CD03 CF02